



Elaboration et caractérisation mécanique de composites à matrice céramique unidirectionnels

R. Etchart-Salas, S. Jacques, A. Coradi, E. Martin

► To cite this version:

R. Etchart-Salas, S. Jacques, A. Coradi, E. Martin. Elaboration et caractérisation mécanique de composites à matrice céramique unidirectionnels. 17èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC17), Jun 2011, Poitiers-Futuroscope, France. pp.53. hal-00597927

HAL Id: hal-00597927

<https://hal.science/hal-00597927>

Submitted on 2 Jun 2011

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Elaboration et caractérisation mécanique de composites à matrice céramique unidirectionnels

Elaboration and mechanical characterisation of unidirectional ceramic matrix composites

R. Etchart-Salas, S. Jacques, A. Coradi, E. Martin

Laboratoire des Composites ThermoStructuraux (UMR 5801)
Université de Bordeaux, CNRS, 3 allée de la Boétie, F33600, PESSAC
e-mail : {etchart-salas, jacques, coradi, martin} @lcts.u-bordeaux1.fr

Résumé

Des composites à matrice céramique unidirectionnels (minicomposites) ont été élaborés par procédé CVI (Chemical Vapor Infiltration), pour des fractions volumiques de matrice variant entre 12 et 35%. La porosité a été évaluée par une méthode d'analyse d'images à partir de plusieurs sections d'un même minicomposite. Afin d'augmenter le taux de fibres (>50%) au sein d'un minicomposite, une méthode de guipage a été développée. L'objectif est de caractériser le comportement mécanique de ces minicomposites, par des essais de traction. Les mécanismes de fissuration matricielle et interfaciale sont modélisés par une approche énergétique, qui permet d'évaluer les énergies de rupture de la matrice et de l'interface fibre/matrice. Les essais expérimentaux et les réponses en traction simulées montrent que l'augmentation de la fraction volumique de matrice favorise l'amorçage de fissures matricielles et permet d'augmenter la déformation à rupture. A l'inverse, l'amorçage de fissures est retardé avec l'augmentation du taux de fibres.

Abstract

In this study several unidirectional composites (minicomposites) have been made using CVI (Chemical Vapor Infiltration) process in order to study their mechanical properties. The volume fractions of the matrix vary between 12 and 35%. The porosity has been estimated using a method of images analysis from several cross sections of the same minicomposite. In order to increase the volume fraction of fibers within a composite, a wrapping method has been used. The aim is to characterize the mechanical behavior of minicomposites using tensile tests and acoustic emissions. Experimental results show that the increase of the volume fraction of matrix enhances the damage behavior of the composite and increases the failure strain. The cracking kinetics which has been observed during mechanical testing is delayed when the fibers content increases. Matrix and interfacial crack growth mechanisms are described with an energetic approach. The experimental and modeled traction responses are in good agreement.

Mots Clés : composite à matrice céramique, traction, émission acoustique, endommagement, modélisation

Keywords : ceramic matrix composite, mechanical testing, acoustic emission, damage, modeling

1 Introduction

Compte tenu de leur faible densité et de leurs bonnes propriétés thermostructurales, les composites à matrice céramique (CMC) sont des matériaux candidats pour diverses applications dans les secteurs aéronautique et nucléaire. Ces composites sont constitués d'une structure fibreuse (2D ou 3D) qui est infiltrée par une matrice céramique [1]. L'élaboration de ces composites par CVI (Chemical Vapor Infiltration) est un processus de longue durée. La complexité de l'architecture 3D des composites rend plus difficile la corrélation entre les conditions d'élaboration et les propriétés mécaniques qui en résultent. Par conséquent, l'étude de composites unidirectionnels (minicomposites) facilite l'optimisation des propriétés mécaniques en fonction des conditions d'élaboration [2]. L'objectif est d'étudier le comportement mécanique de minicomposites en fonction de la fraction volumique de matrice et de fibres. La proportion de matrice dépend directement de la durée d'infiltration de la matrice. Afin d'augmenter le taux de fibres au sein d'un même minicomposite tout en limitant la porosité, une méthode de guipage (qui consiste à confiner les fibres à l'aide d'un lien enroulé en périphérie du fil) a été utilisée.

La première partie de ces travaux présente l'élaboration de composites unidirectionnels (fibres SiC – matrice SiC) par procédé CVI. La microstructure de ces composites est analysée à l'aide d'observations micrographiques.

La deuxième partie de cette étude est la caractérisation du comportement mécanique des composites unidirectionnels à l'aide d'essais de traction. Comme attendu, un comportement endommageable a été obtenu. Ces résultats expérimentaux ont été confrontés aux simulations issues d'un modèle décrivant le développement de l'endommagement au sein d'un CMC unidirectionnel [3].

2 Elaboration de minicomposites

Les minicomposites ont été élaborés à partir d'un fil Nicalon (NL 207, Nippon Carbon, Japon) au sein duquel l'interphase (pyC), puis la matrice (SiC) sont infiltrées successivement. Les fils, préalablement désensimés, sont infiltrés par le procédé de CVI. Afin de réduire les distances inter-fibres dans le fil (augmentation du taux de fibres), un guipage avec un monofilament métallique est utilisé pour certains minicomposites. Après élaboration, les fractions volumiques de chaque constituant sont déterminées par des prises de masse tandis que la porosité du minicomposite est évaluée par analyse d'images. L'élaboration de SiC par CVI se fait dans un réacteur vertical avec un diamètre de 100 mm. L'interphase en pyrocarbone est élaborée avec du propane tandis que la matrice SiC est infiltrée à partir du précurseur gazeux MTS (méthyltrichlorosilane) dilué dans l'hydrogène. Plusieurs lots de minicomposites (guipés et non guipés) ont été densifiés par CVI. Différents taux de matrice SiC sont obtenus en faisant varier la durée d'infiltration du SiC de 50 à 180 min.

Dans une préforme fibreuse, la section des fils est relativement homogène et conditionnée par la qualité du tissage. Dans ce cas, l'espacement moyen entre les fibres au sein d'un fil (ou toron) s'en trouve réduit et la préforme peut-être densifiée avec un faible taux de matrice conduisant à une fraction volumique de fibres élevée ($> 50\%$). Quand on élabore un minicomposite, le fil isolé présente des distances interfibres supérieures à celles d'une préforme tissée. Dans ces conditions, il est difficile d'obtenir à partir d'un fil une densification similaire à celle d'un composite réel avec une proportion de fibre (V_f) élevée.

Pour remédier à cela, il est nécessaire de rapprocher les fibres entre elles avant l'étape d'infiltration de la matrice afin de réduire la porosité résiduelle au sein même du fil. Une solution pour rapprocher les fibres est le guipage (Fig. 1). Cette méthode consiste à confiner les fibres à l'aide d'un monofilament enroulé en périphérie du fil.

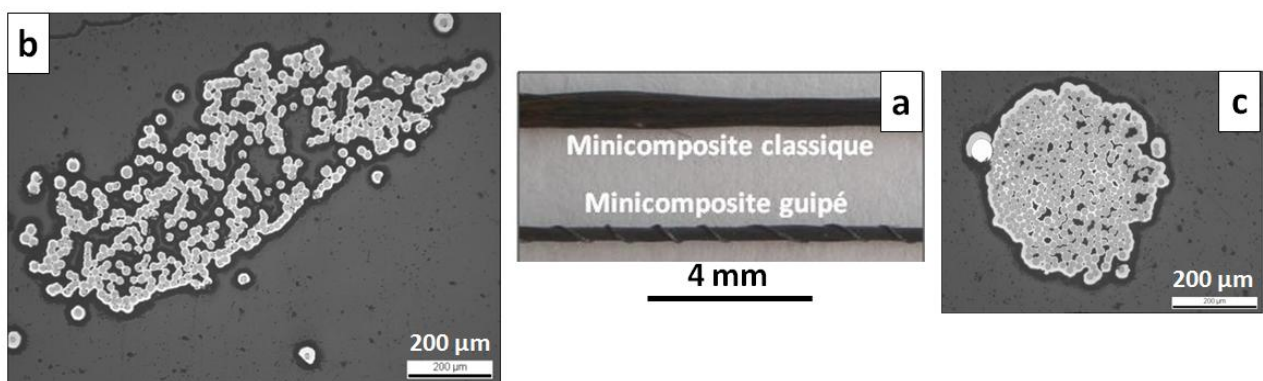


Fig. 1. Micrographies optiques montrant, a) un minicomposite classique et guipé, b) la section d'un minicomposite classique (V_f faible), c) la section d'un minicomposite guipé (V_f élevée).

L'espacement maximal entre les fibres et donc les faibles fractions volumiques V_f sont obtenues avec un fil « libre » non guipé. Les fractions volumiques élevées de V_f sont obtenues grâce à la méthode de guipage.

Afin de caractériser la microstructure des minicomposites, il est nécessaire de connaître leur porosité. Cette porosité permettra ensuite d'évaluer la section des minicomposites nécessaire au calcul de la contrainte appliquée lors des essais de traction.

La porosité des minicomposites a été évaluée par analyses d'images. Comme l'illustre la Fig. 2, il s'agit d'une méthode destructive qui consiste à observer au microscope optique dix sections du minicomposite. Pour chaque lot de 10 minicomposites élaborés ensemble, on évalue la porosité d'un seul minicomposite et on l'attribue ensuite au 9 autres. La porosité du minicomposite est donnée par la moyenne des porosités des sections analysées. Son incertitude est l'écart-type de l'ensemble des valeurs pour un même minicomposite.

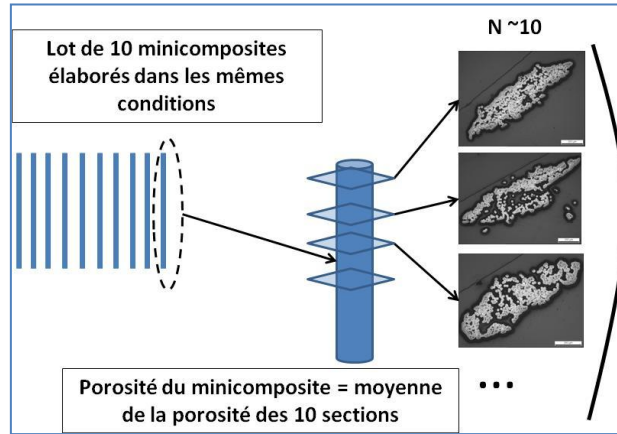


Fig. 2. Méthode d'évaluation de la porosité d'un minicomposite.

La difficulté principale consiste à délimiter la périphérie d'un minicomposite dans sa section (Fig. 3b). De plus, cette surface varie le long du même minicomposite en fonction de l'état du fil (dispersion des distances inter-fibres). La porosité sur une image seuillée est alors évaluée par le rapport de pixels noirs sur les pixels clairs de la surface prédéfinie (Fig. 3c).

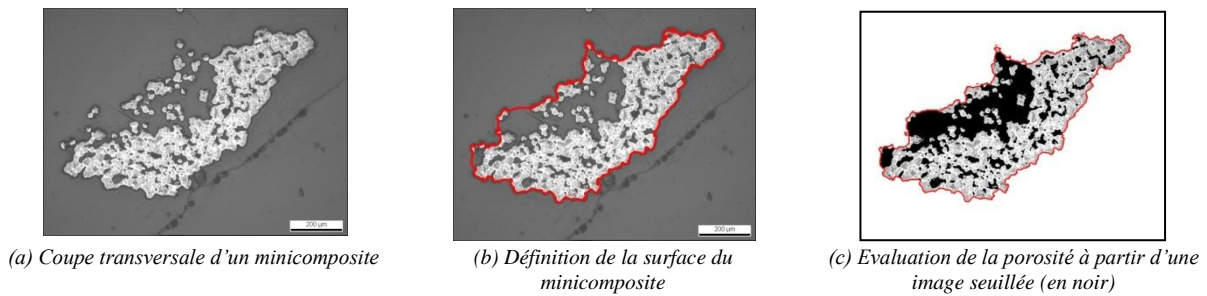


Fig. 3. Evaluation de la porosité par analyse d'images.

Les fractions volumiques des constituants sont d'abord déterminées sans la porosité à partir des prises de masses (m_m : masse de matrice SiC et m_f : masse de fibres) :

$$V_f' = \frac{\frac{m_f}{\rho_f}}{\frac{m_m}{\rho_m} + \frac{m_f}{\rho_f}} \quad V_m' = \frac{\frac{m_m}{\rho_m}}{\frac{m_m}{\rho_m} + \frac{m_f}{\rho_f}} \quad (\text{Eq. 1})$$

Avec : $\rho_f = 2,55 \text{ g/cm}^3$, $\rho_{\text{SiC}} = 3,20 \text{ g/cm}^3$

En tenant compte de la porosité (V_p) évaluée par analyse d'images, les différentes proportions volumiques des constituants V_f et V_m sont alors déterminées par les équations suivantes :

$$V_f = V_f' (1 - V_p) \quad V_m = V_m' (1 - V_p) \quad (\text{Eq. 2})$$

La section totale des minicomposites S_{mini} qui inclut la porosité dépend de la section de matière $S_{\text{matière}}$ avec :

$$S_{\text{matière}} = \frac{1}{l_{\text{mini}}} \left(\frac{m_m}{\rho_m} + \frac{m_f}{\rho_f} \right) \quad S_{\text{mini}} = \frac{S_{\text{matière}}}{1 - V_p} \quad (\text{Eq. 3})$$

où l_{mini} est la longueur du minicomposite.

3 Comportement mécanique des minicomposites

Les minicomposites élaborés sont collés (colle structurale 3M, 9353 A/B) dans des talons métalliques qui sont alors fixés sur la machine de traction à l'aide de mors en forme de demi-coquille (Fig. 4).

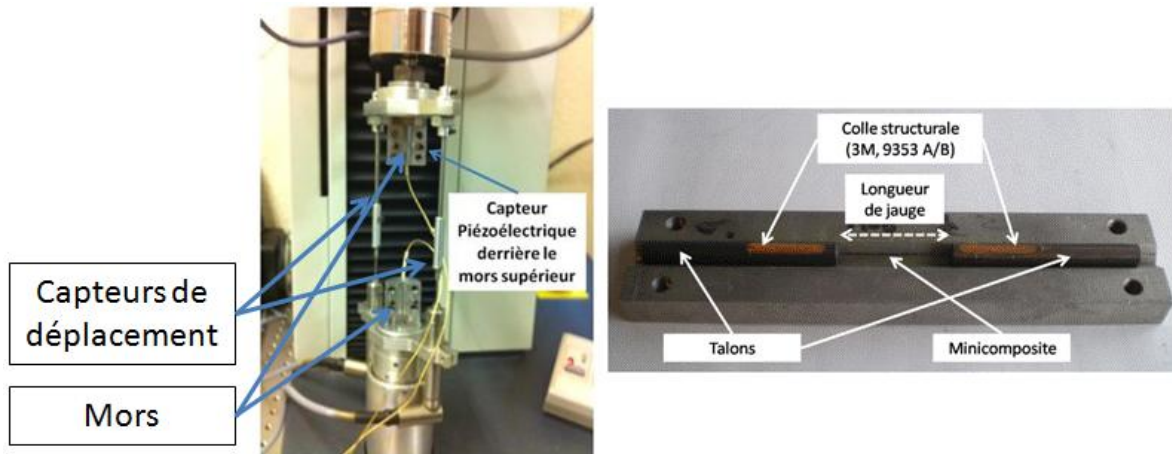


Fig. 4. Dispositif expérimental de traction uniaxiale à température ambiante avec chaîne d'émission acoustique.

La force appliquée au minicomposite est mesurée à l'aide d'un capteur de force de capacité 500 N. La vitesse de déplacement de la traverse est fixée à 0,05 mm/min. Le déplacement de l'ensemble est mesuré par deux capteurs inductifs possédant une précision de 0,1 μm . L'allongement réel de l'échantillon est obtenu en déduisant l'allongement du système de traction. La complaisance du système mécanique a été au préalable évaluée en mesurant l'allongement réel de plusieurs minicomposites à l'aide d'une technique de corrélation d'images.

Lors de la déformation de minicomposites, des signaux d'émission acoustique caractéristiques de l'endommagement sont émis. Ils peuvent provenir de divers mécanismes d'endommagement comme la fissuration matricielle, les décohésions aux interfaces, les ruptures des fibres. Dans notre montage expérimental, une chaîne d'émission acoustique (Euro Physical Acoustics, France) est couplée avec la machine de traction. Ces signaux acoustiques sont enregistrés (via le logiciel Mistras de la société E.P.A) et synchronisés avec le signal du capteur de force. Ce dispositif permet alors de connaître la cinétique de fissuration des minicomposites en fonction de la force imposée à partir de l'évolution des coups cumulés (le seuil de détection acoustique a été fixé à 35 dB).

Le Tab. 1 résume les principaux résultats issus des essais de traction. On constate que la valeur expérimentale du module longitudinal initial est en bon accord avec celle fournie par la loi des mélanges avec $E_f = 180$ GPa et $E_m = 400$ GPa.

Réf lot	A	B	C	D	G (guipé)	Incertitudes
V_f (%)	<50	<50	<50	<50	>50	
V_m (%)	↗ croissant ↗				-	
V_f/V_m	1,66	1,12	1,12	0,69	1,78	
Section (mm^2)	0,39	0,32	0,24	0,33	0,17	$\pm 0,03$
E, loi mélange (GPa)	85	134	190	182	224	
E, exp (GPa)	82	126	181	161	194	± 20
Limite élastique (%)	0,24	0,14	0,11	0,10	0,18	
Limite élastique (MPa)	201	179	193	158	337	± 40
Déformation à rupture, ε_p (%)	0,44	0,46	0,62	0,76	0,63	
Resistance à rupture σ_R (MPa)	297	358	498	389	715	± 40
Nb Salves	501	4888*	1921	1844	848	
Coups Cumulés (CoupsC _{rupture})	15923	144996*	51812	71735	26254	
Pas de fissurations (Δf)	-	32 μm	30 μm	35 μm	32 μm	± 20

Tab. 1 : Caractéristiques mécaniques des minicomposites. *Les données d'émission acoustique du B n'ont pas été obtenues dans les mêmes conditions (capteur d'émission acoustique différent) que les autres.

Après chaque rupture, le minicomposite est enrobé dans de la résine puis poli longitudinalement. Ceci permet de mesurer le pas de fissuration à cœur du minicomposite à l'aide d'observations microscopiques. Ces observations montrent que le pas de fissuration final Δf varie peu quel que soit le minicomposite. On peut alors estimer la cinétique de fissuration avec :

$$n_{\text{rupture}} = \frac{l_0}{\Delta f} \quad \text{et} \quad n = \frac{\text{CoupsC} \times n_{\text{rupture}}}{\text{CoupsC}_{\text{rupture}}}, \quad (\text{Eq. 4})$$

où l_0 est la longueur de jauge du minicomposite, n_{rupture} est le nombre de fissures à rupture, n est le nombre de fissures en fonction du chargement, $\text{CoupsC}_{\text{rupture}}$ est le nombre de coups cumulés à rupture, CoupsC est le nombre de coups cumulés en fonction du chargement.

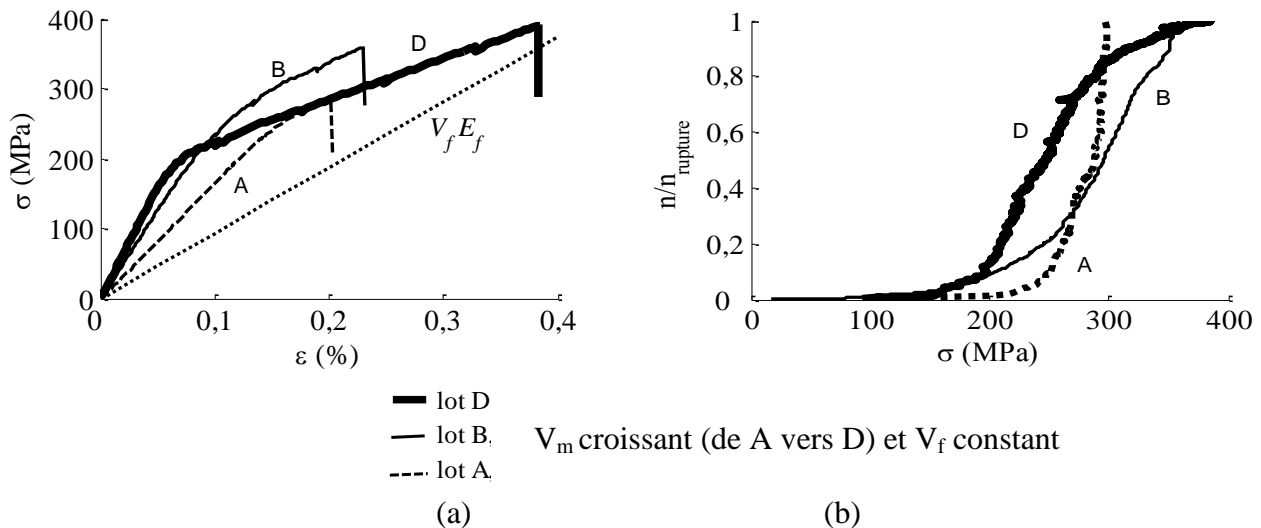


Fig. 5. (a) Comportement en traction des minicomposites pour trois fractions volumiques croissantes de matrice (lots A, B et D) et des fractions volumiques de fibres identiques, (b) cinétiques de fissuration matricielle obtenues en exploitant les signaux d'émission acoustique et le pas de fissuration.

La Fig. 5a montre qu'un certain taux de densification est nécessaire pour obtenir le comportement endommageable classique des CMC. La réponse en traction des minicomposites issus des lots A dont le taux de porosité est supérieur à 60% présente un comportement fragile. Par contre, la réponse en traction des minicomposites du lot D montre bien le développement de l'endommagement. La vitesse d'endommagement devient plus faible lorsque la contrainte est proche de la contrainte à rupture (Fig. 5 b). Le Tab. 1 et les signaux d'émission acoustique montrent que l'endommagement débute d'autant plus tôt que la fraction de matrice s'accroît. Plusieurs points permettent d'expliquer ce comportement dépendant de la fraction volumique de matrice :

- plus le volume de matrice est élevé plus la probabilité qu'il contienne un défaut est important, plus la fissuration matricielle intervient rapidement. Cet aspect probabiliste a déjà été largement considéré dans la littérature [4] mais l'approche énergétique proposée par la suite permet également de prendre en compte cet effet de volume.
- le coefficient de dilatation thermique de la matrice étant supérieur à celui des fibres, la matrice subit alors des contraintes résiduelles axiales suite au refroidissement après élaboration (Tab. 2). A température ambiante, dans la direction axiale, la fibre SiC est en compression et la matrice SiC en traction, ce qui favorise l'amorçage de fissures matricielles. Ces contraintes augmentent avec l'épaisseur du dépôt de matrice.

L'examen des faciès de rupture (Fig. 6) confirme la présence des mécanismes d'endommagement de type fissuration matricielle et décohésion interfaciale. La porosité élevée de ces minicomposites rend difficile la mesure du pas de fissuration comme le montre la Fig. 6 c.

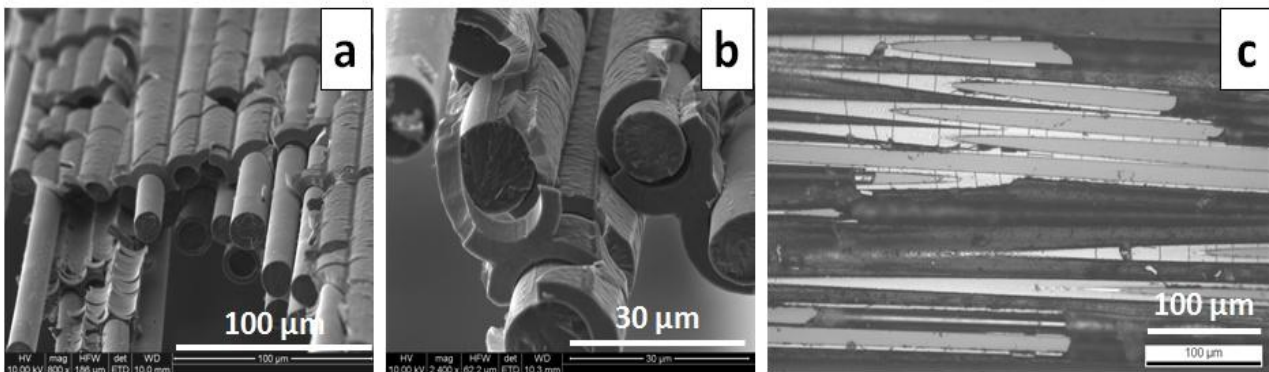


Fig. 6. (a, b) Fractographies d'un minicomposite du lot B,
(c) micrographie optique après polissage longitudinal afin d'observer le pas de fissuration

4 Modélisation de l'endommagement

Une modélisation de la réponse en traction des minicomposites est ensuite proposée. L'objectif de cette étude est le développement d'un modèle décrivant l'évolution de l'endommagement au sein du minicomposite sollicité en traction. On construit dans un premier temps un volume élémentaire représentatif constitué d'une fibre insérée dans sa gaine de matrice. Un chargement en traction est appliqué parallèlement à l'axe des fibres afin de générer un réseau de fissures matricielles annulaires (Fig. 7). Les deux mécanismes d'endommagement (fissuration matricielle et décohésion) sont décrits par une approche de mécanique de la rupture incrémentale [5] qui a déjà été présentée [3].

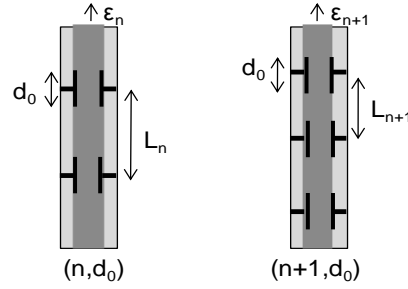


Fig. 7. Schéma de la multifissuration du microcomposite équivalent, ε_n est le chargement critique tel que le microcomposite soit endommagé de n fissures matricielles (pas de fissuration L_n) et de longueur de décohésion d_0 .

A chaque état de fissuration (n fissures matricielles, longueur de décohésion moyenne d_0), on effectue un bilan énergétique correspondant à la création d'une fissure matricielle supplémentaire, à chargement donné (Fig. 7). Le schéma de fissuration considère l'amorçage d'une fissure matricielle supplémentaire à l'incrément suivant, qui s'accompagne d'une fissure interfaciale de longueur d_0 . L'influence des contraintes résiduelles est prise en compte en évaluant l'énergie élastique du microcomposite soumis à la fois au chargement en traction et à la baisse de température après élaboration [6].

Cette description des mécanismes de multifissuration à l'échelle fibre/matrice [3] est étendue à l'échelle du minicomposite de section totale S_0 et de longueur L_0 , qui est considéré comme un ensemble de N_f volumes élémentaires constitués de fibres de même rayon R_f , et d'une gaine de matrice de rayon R_m . Le module élastique longitudinal $E(n)$ dépend du module élastique du volume élémentaire endommagé $E^*(n)$, des fractions volumiques de fibre et matrice, et du taux de porosité V_p , qui s'écrit suivant l'expression :

$$E(n) = (1 - V_p) E^*(n) \quad \text{avec} \quad V_p = 1 - \frac{\pi R_m^2 N_f}{S_0}. \quad (\text{Eq. 5})$$

Le module élastique $E(n)$ ainsi que le coefficient de dilatation $\alpha(n)$ du minicomposite endommagé sont déterminés par analyse éléments finis (Fig. 8). Ces résultats montrent bien que la chute du module élastique et du coefficient de dilatation s'accroît avec la densité d'endommagement et la fraction volumique de matrice. La variation d'énergie élastique $\Delta W(n, n+1)$ entre deux états d'endommagement successifs s'exprime alors en fonction de $E(n)$ et de $\alpha(n)$:

$$\Delta W(n, n+1) = \frac{1}{2} L_0 S_0 \left[(E(n+1) - E(n)) \varepsilon_{n+1}^2 - 2(E(n+1)\alpha(n+1) - E(n)\alpha(n)) \varepsilon_{n+1} \Delta T \right. \\ \left. + (E(n+1)\alpha^2(n+1) - E(n)\alpha^2(n)) \Delta T^2 \right] \quad (\text{Eq. 6})$$

Le chargement total ε_{n+1} dépend du chargement mécanique $\varepsilon_{n+1}^{\text{méca}}$ appliqué pour créer la nouvelle fissure et du chargement thermique dû à la baisse de température avec $\varepsilon_{n+1} = \varepsilon_{n+1}^{\text{méca}} - \alpha(n+1) \Delta T$. Ensuite, on compare $\Delta W(n, n+1)$ à l'énergie nécessaire pour créer la fissure matricielle dans la section du minicomposite. Celle-ci dépend des énergies de rupture de la matrice G_m^c et de l'interface G_i^c ainsi que de l'aire fissurée avec :

$$\Delta W(n, n+1) \geq \pi(R_m^2 - R_f^2) N_f G_m^c + 2\pi R_f N_f d_0 G_i^c. \quad (\text{Eq. 7})$$

On détermine l'incrément de chargement ε_{n+1} qui amorce le nouvel endommagement en combinant (Eq. 6) et (Eq. 7). La contrainte axiale correspondante est. $\sigma_{n+1} = E(n+1)\varepsilon_{n+1}$. Il est ainsi possible de prévoir le comportement endommageable du minicomposite en traction.

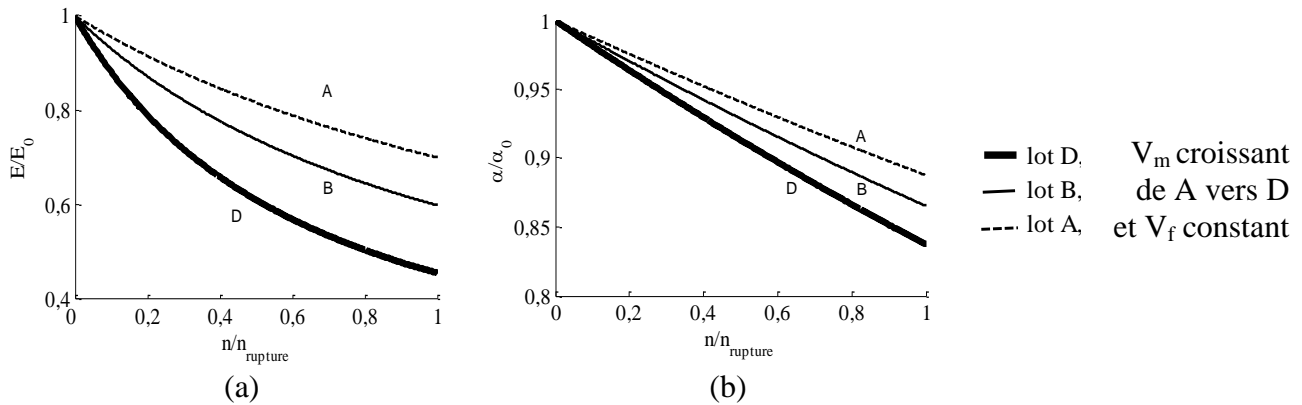


Fig. 8. (a) Module élastique longitudinal et (b) coefficient de dilatation évalués par EF en fonction du nombre de fissures matricielles n , et $d_0 = 10 \mu\text{m}$ pour trois fractions volumiques de matrice V_m

Tous les résultats suivants sont obtenus pour les minicomposites SiC/SiC dont les caractéristiques sont données dans le (Tab. 2).

		E_m	400 GPa	ν_m	0,2	α_m	$4,6 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$	L_0	25 mm
R_f	$7 \mu\text{m}$	E_f	200 GPa	ν_f	0,12	α_f	$2,9 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$	ΔT	- 1000 $^\circ\text{C}$

Tab. 2. Propriétés des constituants des minicomposites de longueur L_0 (rayons R_m et R_f , modules d'Young E_m et E_f , coefficient de Poisson ν_m et ν_f , coefficients de dilatation α_m et α_f respectivement de la matrice et des fibres, variation de température après élaboration ΔT).

Le chargement critique ε_0 à l'amorçage de la première fissure matricielle (à partir du composite non endommagé) est obtenu en résolvant (Eq. 6) et (Eq. 7) lorsque $n=0$ et $d_0=0$ (Fig. 9). On constate que l'approche énergétique permet de restituer l'effet de volume car l'amorçage de la fissure matricielle est plus précoce lorsque la section de matrice est plus importante. La comparaison de ε_0 avec les limites élastiques mesurées permet de évaluer la ténacité de la matrice G_m^c qui est de l'ordre de 20 à 30 J.m^{-2} (Fig. 9).

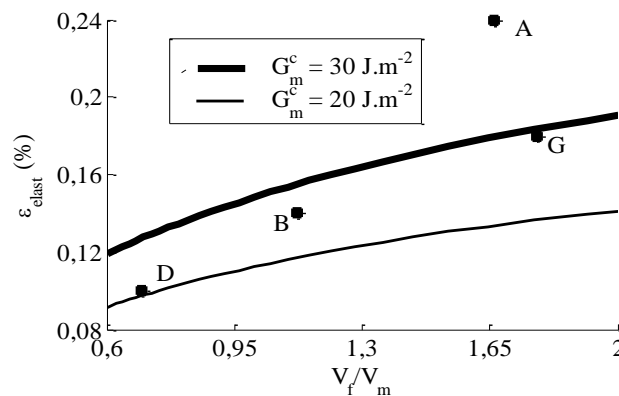


Fig. 9. Chargement $\varepsilon_{\text{elast}}$ à l'amorçage de la première fissure matricielle en fonction du rapport V_f / V_m , et pour deux valeurs de la ténacité de la matrice. La limite élastique des 4 lots de minicomposites sont comparées aux simulations.

Le modèle développé permet de simuler le comportement en traction du minicomposite. La Fig. 10 représente le comportement en traction expérimental et simulé, en fonction de la fraction volumique de fibre V_f , pour $G_m^c = 20 \text{ J.m}^{-2}$ et $G_i^c = 1 \text{ J.m}^{-2}$, et sous l'hypothèse que chaque nouvelle fissure matricielle engendre une décohésion interfaciale $d_0 = 10 \mu\text{m}$. La valeur de la ténacité matricielle G_m^c a été évaluée précédemment, et les valeurs de G_i^c et de la longueur de décohésion d_0 permettent d'obtenir une bonne corrélation entre les courbes expérimentales et simulées.

Le comportement est optimisé avec une fraction volumique de fibre importante car la limite élastique est plus élevée et l'évolution de la fissuration est plus lente (Fig. 10, lot G guipé).

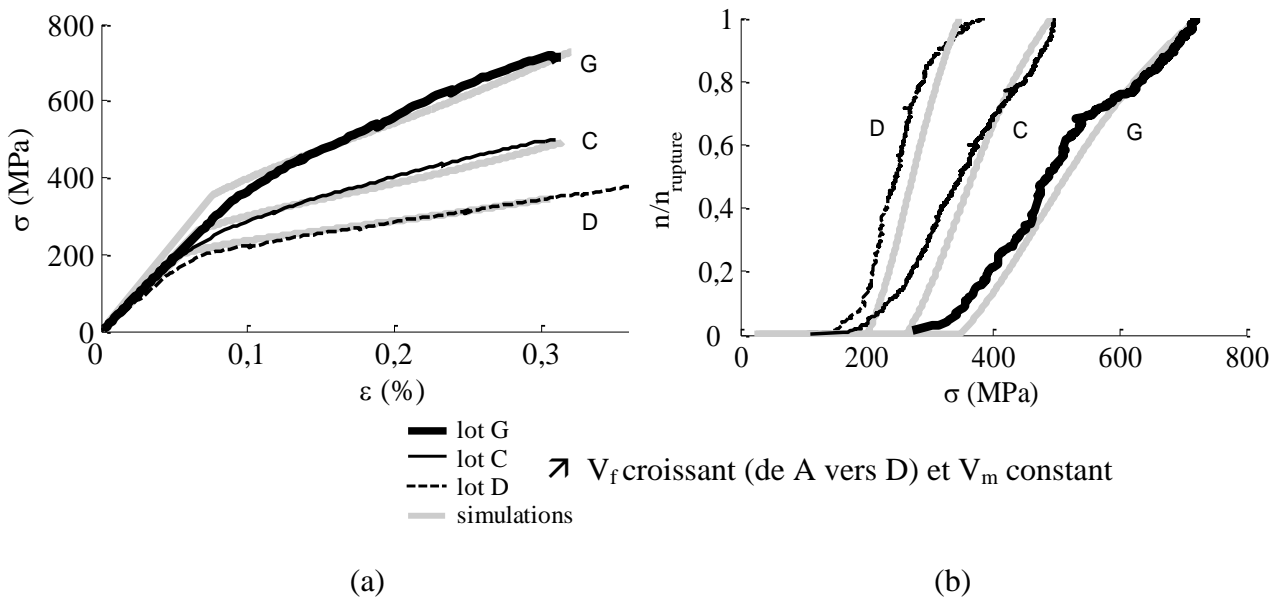


Fig. 10. (a) Comportement en traction des minicomposites pour trois fractions volumiques de fibres (lots C et D, et le lot G guipé), et modélisation des courbes contraintes-déformation pour $G_m^c = 20 \text{ J.m}^{-2}$, $G_i^c = 1 \text{ J.m}^{-2}$, et $d_0 = 10 \mu\text{m}$ (b) cinétiques de fissuration matricielle obtenues en exploitant les signaux d'émission acoustique, et simulations.

5 Conclusion

L'étude de composites unidirectionnels (minicomposites) facilite la compréhension et l'optimisation des propriétés mécaniques en fonction des conditions d'élaboration. L'exploitation de ces résultats peut permettre ensuite d'orienter les études de conception de composites tissés. Une partie de ces travaux a été d'élaborer une gamme de minicomposites avec différents taux de constituants (matrice et fibres). Les comportements mécaniques ont été étudiés puis confrontés à une simulation de la fissuration.

Cinq lots de minicomposites ont été élaborés par procédé CVI avec différentes fractions volumiques de matrices. La porosité a été évaluée par une méthode d'analyse d'images à partir de plusieurs sections d'un même minicomposite. Afin d'augmenter le taux de fibres (>50%) tout en limitant la porosité au sein d'un minicomposite, une méthode de guipage a été développée.

Les résultats expérimentaux montrent que l'augmentation de la fraction volumique de matrice accentue le caractère endommageable du composite, et permet d'augmenter la déformation à rupture. Le guipage a permis d'élargir la gamme de minicomposites élaborés vers de forts taux de V_f . Il a donc été possible d'analyser le comportement mécanique des minicomposites en fonction du taux de fibres. Les essais mécaniques montrent que la cinétique de fissuration est retardée avec l'augmentation du taux de fibres. La multifissuration du minicomposite a été décrite par une approche énergétique.

La modélisation des réponses en traction est en accord avec les résultats expérimentaux, et a permis d'identifier les énergies de rupture de la matrice G_m^c et de l'interface G_i^c .

Par la suite, des nouveaux minicomposites seront élaborés avec d'autres types d'interphases afin de déterminer leur influence sur le comportement mécanique. En ce qui concerne les perspectives liées au modèle, nous souhaitons prendre en compte l'énergie dissipée par frottement au cours de la propagation de la décohésion. Ainsi, la longueur de décohésion d_0 serait déterminée en fonction du coefficient de frottement μ , et de la ténacité de l'interface G_i^c . L'enrichissement du modèle permettrait d'obtenir une bonne corrélation avec les courbes expérimentales dans le cas de minicomposites faiblement densifiés.

Remerciements

Cette étude s'est déroulée dans le cadre du programme ARCOCE piloté par SAFRAN - Snecma Propulsion Solide. Les auteurs remercient R. Pailler pour les nombreuses discussions et ses conseils pertinents. Ils remercient également B. Humez et F. Larribau-Lavigne pour leur aide sur les essais mécaniques.

Références

- [1] R. NASLAIN, « Design, preparation and properties of non-oxide CMCs for application in engines and nuclear reactors: an overview », *Composites Science and Technology*, Vol. 64, pp. 155-170, 2004.
- [2] R. NASLAIN, J. LAMON, R. PAILLER, X. BOURRAT, A. GUETTE, F. LANGLAIS, « Micro/minicomposites: a useful approach to the design and development of non-oxide CMCs », *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 30, pp. 537-547, 1999.
- [3] A. CORADI, G. COUEGNAT, E. MARTIN, « Approche énergétique pour la multifissuration d'une couche fragile », Colloque Matériaux 2010, 18-22 Octobre, Nantes.
- [4] É. CASTELIER, L. GÉLÉBART, C. LACOUR, C. LANTUÉJOUL, « Three consistent approaches of the multiple cracking process in 1D composites », *Composites Science and Technology*, Vol. 70, pp. 2146-2163, 2010.
- [5] D. LEGUILLON, C. LACROIX, E. MARTIN, « Interface debonding ahead of a primary crack », *J. Mech. Phys. Solids*, Vol 48, pp. 2137-2161, 2000.
- [6] J.A. NAIRN, « Exact and variational theorems for fracture mechanics of composites with residual stresses, traction-loaded cacks and imperfect interfaces », *Int. J. Fract.*, Vol 105, pp. 243-271, 2000.